

# HIGH STRENGTH WIRE ROD EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE, ITS PRODUCTION, AND HIGH STRENGTH BOLT

Publication number: JP11315349

Publication date: 1999-11-16

Inventor: NAMIMURA YUICHI; IBARAKI NOBUHIKO; MAKII KOICHI; KAKO HIROSHI

Applicant: KOBE STEEL LTD

Classification:

- international: **F16B35/00; B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52;  
C22C38/00; C22C38/10; C22C38/30; F16B35/00;  
B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52; C22C38/00;  
C22C38/10; C22C38/30; (IPC1-7): C22C38/00;  
B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52; C22C38/10;  
C22C38/30; F16B35/00**

- european:

Application number: JP19980121542 19980430

Priority number(s): JP19980121542 19980430

[Report a data error here](#)

## Abstract of JP11315349

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high strength wire rod having excellent delayed fracture resistance as well as  $\geq 1200 \text{ N/mm}^2$  tensile strength, a useful method for obtaining a high strength wire rod like that, and a high strength bolt having the above characteristics. **SOLUTION:** This wire rod is composed of a steel containing 0.5-1.0% C, and the area ratio of a pearlitic structure having a pearlite nodule size of No.7 or above by grain size number is regulated to  $\geq 80\%$  by inhibiting the formation of structures of one or  $\geq 2$  kinds among pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bainite, and martensite and also strength is regulated to  $\geq 1200 \text{ N/mm}^2$  by means of heavy wire drawing. Moreover, the steel is heated to 800-1000 deg.C, cooled rapidly down to 520-650 deg.C, and isothermally held at the temperature, by which the formation of structures of one or  $\geq 2$  kinds among pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bainite, and martensite is inhibited to regulate the area ratio of a pearlitic structure having a pearlite nodule size of No.7 or above by grain size number to  $\geq 80\%$ . Then, strength is regulated to  $\geq 1200 \text{ N/mm}^2$  by means of heavy wire drawing.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide



耐過れ破壊性が優れた高強度ポルト用鋼の開発を目指してなされたものである。しかしながらこれらの技術によって、遅れ破壊発生の危険が完全に解消されたと書う訳ではなく、それらの適用範囲はごく限られた範囲に止まっている。

**[0005]**

**[発明が解決しようとする課題]** 本発明はこの様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、引張強度が $1200\text{N/mm}^2$ 以上でありながら遅れ破壊性に優れた高強度線材、およびその様な高強度線材を得る為の有用な方法、並びに上記の特徴を有する高強度ポルトを提供することにある。

**[0006]**

【課題を解決するための手段】 上記目的を達成し得た高強度線材とは、C: 0. 5~1. 0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上よりマルテンサイトサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上とのバーライト組織の面積率を80%以上とし、その後強伸線加工によって $1200\text{N/mm}^2$ 以上の強度にするものであり、且つ強伸線加工によって $1200\text{N/mm}^2$ 以上の強度にしたものである点に要するもの

1.6 × (横径) - 1.4 ÷ V<sub>2</sub> 2.8 × (横径) - 1.4 ... (1)

**[0009]** また本発明の高強度線材は、鋼材を8.00

**[0010]** ~100.0°Cに加熱した後、52.0~65.0°Cの温度まで急冷し、その温度で恒温保持することにより、初折フェライト、初折セメントタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制して、バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上とのバーライト組織の面積率を80%以上とし、その後強伸線加工によって $1200\text{N/mm}^2$ 以上の強度にする様にしても到達することができる。

**[0010]** 更に、本発明の高強度線材は、鋼材の圧延または鍛造終了温度が80.0~100.0°Cとなるように

遅れ破壊性を向上させるのにには鋼界があることが判明した。

**[0013]** そこで本発明者らは、遅れ破壊性を更に向上させるために脱氷研究を重ねた結果、組織がある制約をもつたバーライト主体の組織とし、強伸線加工により $1200\text{N/mm}^2$ 以上の強度とすれば、遅れ破壊性が改善されることを見出した。本発明を完成した。

**[0014]** 【0014】 そこで本発明の高強度線材は、上記の如く初折フェライト、初折セメントタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制して、バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上とのバーライト組織の面積率を80%以上とし、その後強伸線加工によって $1200\text{N/mm}^2$ 以上の強度にする様にしても製造することができる。

**[0011]** 一方、上記本発明の高強度線材を素材として使用し、所定の長さに切断した後、(1)両端部をねじ折端または切削によりねじ加工するか(スラッドボルトにする)、または(2)温間鍛造によって一方端部にボルト頭部を形成し、温間鍛造の前または後に他方端部をねじ転造または切削によりねじ加工すること、等によつて優れた遅れ破壊性を發揮する高強度ポルトを得ら

れる。ここでバーライトノジュールとは、バーライト中のフェライトの界面で水素をトラップし、軽界に捕捉する水素を低減させる効果があり、できるだけ多くする必要がある。こうしたことから、初折フェライト、初折セメントタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成をできるだけ抑制して(即ち、2.0%未満にして)、バーライト組織の面積率を8.0%以上とする必要がある。尚バーライト組織の面積率は、好ましくは9.0%以上とするのが良く、より好ましくは10.0%バーライト組織とするのが良い。

**[0016]** また上記バーライト組織は、バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上であることが必要である。バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7未満では、組織が粗大化され、しかもフェライトによる固溶量が増加する。これらの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、S<sub>1</sub>含有量が過剰になるとその後の鋼板の延性を低下させるので、2.0%を上限とする。尚S<sub>1</sub>含有量の好ましい上限は、1.0%であり、より好ましくは0.5%である。

**[0017]** 本発明の形態【発明の実施の形態】 本発明者らは、從来のボルト用高強度鋼の遅れ破壊性が劣る原因について様々な角度から検討した。その結果、從来の改善方法では、組織を成長させることにより、優れた遅れ破壊性が達成されるのである。尚バーライトノジュールサイズが粒度番号でN<sub>0</sub>. 7以上との強度においてはN<sub>0</sub>. 8以上とするのが好ましく、より好ましくはN<sub>0</sub>. 10以上とするのがよい。

**[0018]** 本発明の線材においては、圧延のままおよび鍛造ままで必要な寸法精度が保られず、また1.20~0.90mm<sup>2</sup>以下の強度を得ることが困難になるので、強伸線加工が必要となる。また強伸線加工によって一部のバーライト中のセメントタイトが微細に分散され、水素トラブル能力を向上させると共に、伸縮方向に沿って組織が並ぶことによって製造の進展の拡張になる(電気伝播方向は伸縮方向に垂直である)。

**[0019]** 本発明の高強度線材は、C<sub>1</sub>を0. 5~1. 0%、C<sub>2</sub>を0. 0%含む中炭素鋼を想定したものであるが、C<sub>3</sub>含有量の範囲定理由は、下記通りである。

**[0019]** C<sub>1</sub> : 0. 5~1. 0%  
C<sub>2</sub> : 0. 1%以上含む  
C<sub>3</sub> : 鋼の強度確保の為に必要且つ経済的な元素であり、C<sub>3</sub>含有量を増加させるにつれて强度が増加する。目標強度を確保する為には、C<sub>3</sub>は0. 5%以上含有させる必要がある。しかしながら、C<sub>3</sub>含有量が1. 0%を超過すると、初折セメントタイトは、伸縮時に断線を引き起こすのでとマルテンサイトは、伸縮時に断線を引き起こすことによって強度を失ることができなくなる。また初折セメントタイトとマルテンサイトは、伸縮時に断線を引き起こすので少なくて済む必要がある。更に、ベイナイトはバーライトに比べて加工硬化量が少なくて済むので、強伸線加工によつて加工硬化量が少なくて済む必要がある。

**[0020]** A<sub>1</sub> : 0. 0~0. 05%  
A<sub>1</sub>は鋼中のNを捕捉してAINを形成し、バーライトノジュールサイズを微細化することによって遅れ破壊性の向上に寄与する。その為には、0. 0~0. 1%以上含有させる必要があるが、0. 0~0. 5%を超えると腐蝕性介在物や酸化物介在物が生成し、伸縫性が低下するの

7%である。またC含有量の好ましい上限は、0. 9~0. 95%であり、より好ましくは0. 9%とするのが良い。

**[0020]** 本発明の高強度線材は、通常添加される各種元素(Si, Co, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, Ti, Nb, V, W, Al, 日等)を含有しても良いことは勿論であるが、特に所定量のS<sub>1</sub>やC<sub>2</sub>を含有させることは、初折セメントタイトの析出を抑制する上で有利であり、またCr, Mo, Ti, Nb, V, W, Alは結晶粒を微細化してバーライトノジュールサイズを微細化するのに有効である。必要によって添加される各元素の固定理由は下記の通りである。

**[0021]** S<sub>1</sub> : 2. 0%以下(0%を含まない)  
S<sub>1</sub>は鋼板の焼入れ性を向上させて初折セメントタイトの析出を抑制する。また脱酸剤としての作用が期待され、しかもフェライトによる固溶量が増加する。これからの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、S<sub>1</sub>含有量が過剰になるとその後の鋼板の延性を低下させるので、2.0%を上限とする。尚S<sub>1</sub>含有量の好ましい上限は、1.0%であり、より好ましくは0.5%である。

**[0021]** C<sub>2</sub> : 0. 0~0. 5%以下(0%を含まない)  
C<sub>2</sub>はS<sub>1</sub>と同様に初折セメントタイトの析出を抑制する効果があり、初折セメントタイトの低減を図る本発明の高強度における添加成分としては特に有効である。こうした効果は、含有量が増加すればばほど増大するが、0.5%を超えて含有させてもその効果は飽和して不活性となるので、その上限を0.5%とした。尚C<sub>2</sub>含有量の好ましい範囲は0.05~0.3%であり、更に好ましくはその下限を0.1%、その上限を0.2%とするのが良い。

**[0023]** C<sub>3</sub>, Cr, Mo, Ti, Nb, VおよびNb<sub>5</sub>よりなる群から選ばれる1種以上: 合計で0.01~0.5%

これらの中の元素は、微細な奥、鋸歯状の組織物を形成して耐過れ破壊性の向上に寄与する。またこれらの炭化物および鋸歯状の向に寄与する。またこれらの炭化物および鋸歯状の組織物は、バーライトノジュールサイズを微細化する上でも有効である。こうした効果を発揮させる場合には合計で0.01%以上含有させる必要があるが、過剰に含有させると耐過れ破壊性および韧性を阻害するので、合計で0.5%以下にする必要がある。尚これらの元素含有量0.5%未満の場合は合計で0.02%であり、より好ましくは0.03%とするのが良い。また好ましい上限は合計で0.3%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。

**[0024]** A<sub>1</sub> : 0. 0~0. 05%  
A<sub>1</sub>は鋼中のNを捕捉してAINを形成し、バーライトノジュールサイズを微細化することによって耐過れ破壊性の向上に寄与する。その為には、0.0~0.1%以上含有させる必要があるが、0.0~0.5%を超えると腐蝕性介在物や酸化物介在物が生成し、伸縫性が低下するの

で、0.05%以下にする必要がある。尚A1含有量の好ましい下限は0.025%であり、好ましい上限は0.035%である。

**[0025] Mn : 0.2 ~ 1.0%**

Mnは脱酸剤としての効果と、鋼線の焼入性を向上させ、鋼線の均一性を高める効果を発揮する。これら効果を発揮する為には、0.2%以上含有させる必要があります。しかしながらMn含有量が過剰になると、Mnの偏析部にマルテンサイトやベニアイトなどの過冷相が生成して鋼線加工性を劣化させるので、1.0%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.40%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.70%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。

**[0026] Cu : 0.5%以下 (0%を含まない)**

Cuは析出硬化作用によって鋼線の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、粒界脆化を起こして耐遅れ破壊性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Cu含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またCu含有量の好ましい上限は0.3%であり、より好ましくは0.2%とするのが良い。

**[0027] Ni : 1.0%以下 (0%を含まない)**

Niは鋼線の強度上昇にはあまり寄与しないが、鋼線材の韧性を高める効果を有する。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、変態終了温度が長くなり過ぎて、設備の大型過、生産性の劣化を来すため、1.0%を上限とする。尚Ni含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またNi含有量の好ましい上限は0.5%であり、より好ましくは0.3%とするのが良い。

**[0028] B : 0.0005 ~ 0.003%**

Bは鋼の焼入性向上の為に添加されるが、その効果を発揮するためには、0.0005%以上含有させる必要がある。しかしながら、0.003%を超えて過剰に含有すると却つて韧性を阻害する。尚B含有量の好ましい下限は0.0010%であり、好ましい上限は0.0025%である。

**[0029] N : 0.015%以下 (0%を含まない)**

NはA1NやTiN等の窒化物を形成することによつて、結晶粒の微細化ひいては耐遼れ破壊性の向上に好影響を与える。しかしながら、過剰に含有すると窒化物が1.66×(鋼径)-1.4と算定される。

**[0030] この工程によつて、通常の圧延材よりも均一なバーライト組織が得られ、伸線前の強度上昇が図られる。**

圧延または鍛造終了温度が高過ぎると、オーステナイト粒が粗大となり、バーライトノジュラルサイズの粗大化を招く。逆に、終了温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均一なバーライト組織が得られなくなる。こうした観点から、上記終了温度は800℃にして400℃まで冷却し、引き締き処理する。

増加し過ぎて伸線性に悪影響を及ぼすだけではなく、固溶Nが伸線中の脆性を促進することがあるので、0.015%以下にする必要がある。

**[0031] P : 0.03%以下 (0%を含む)**

Pは粒界偏析を起こして、耐遼れ破壊性を劣化させる元素である。そこでP含有量を0.03%以下とすること

により、耐遼れ破壊性の向上が図れる。尚P含有量は、

0.015%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

**[0032] S : 0.03%以下 (0%を含む)**

Sは鋼中でMnSを形成し、応力が負荷されたときにMnSが応力集中箇所となる。かつて、耐遼れ破壊性の改善にはS含有量をできるだけ低減するのが好ましく、より好ましくは0.01%以下にするのが良い。

**[0033] O : 0.005%以下 (0%を含む)**

Oは常温では鋼にほとんど固溶せず、硬質の酸化物系介在物として存在し、伸線前にカッピング線を引き起こす原因となる。従つて、O含有量は極少なくてべきであり、少なくとも0.005%以下に抑える必要がある。

尚O含有量は、0.003%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.002%以下に低減するのが良い。

**[0034] 本発明の高強度鋼材は、上記した各製造方法によつて製造することができるが、各方法における作用は下記の通りである。まず上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800~1000℃で冷却する必要があるが、この冷却終了温度が520℃未満または750℃を超えると、その後の徐冷によつてバーライト**

外の組織が生成し易くなる。

**[0041] 上記で冷却した後は、均質なバーライト組織を得るという觀点から、その温度(520~750℃)の温度(冷却開始温度)から1℃/秒以下の平均冷却速度(度/秒)で冷却(徐冷)しつつ2.00秒以上保持が必要がある。このときの平均冷却速度が1℃/秒よりも速くなつたり、保持時間が2.00秒未満になると、バーライト組織に変態する前に冷却されて、ベニアイトやマルテンサイトが生成し易くなる。尚この冷却速度の好みい範囲は、0.5℃/秒以下であり、より好ましくは0.2℃/秒以下とするのが良い。また上記保持時間の好みい範囲は、3.00秒以上であり、より好ましくは6.00秒以上とするのが良い。尚TTT線図のバーライトノーブ付近の温度に長く保持することも最も好みい。**

**[0042] 上記の様にして得られた高強度鋼材を使用し、所定の長さに切削した後、(1)両端部をねじ転造または切削によりねじ加工するか(スダッフルトによる)、或は(2)温間鍛造によりその一端部にボルト頭部を形成し、温間鍛造前または後に他端部をねじ転造または切削によりねじ加工すること、等によつて整った面材をできるだけ高い温度で急冷することが望ましい。**

**[0043] 以下本発明を実施例によつて更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に即して検討変更することはない理由からである。**

**[0044]**

**[実施例] 実施例1**

下記表1に示す化学成分組成を有する供試鋼を用い、線材1 mmφまたは4 mmφまで圧延終了温度が約930℃になる様に熱間圧延した後、平均冷却速度Vを4.1~12.3℃/秒(下記表2)の範囲として衝撃冷却した。その後、繰返し7.0.6mmまで伸縮した(伸縮率: 5.9%、7.5%)。

**[0045]**

この冷却によつて2.0~7.5℃まで冷却する必要があるが、この冷却終了温度が520℃未満または750℃を超えると、その後の徐冷によつてバーライト

組織が生成し易くなる。

**[表1]**

この冷却終了温度の好みい範囲は、1.0℃/秒以上であり、より好ましくは3.0℃/秒以上である。

**[表2]**

この冷却終了温度が約930℃である。

化 学 成 分 (質量%)							
C	Si	Mn	P	S	A1	N	0
A 0.55	0.82	0.50	0.06	0.002	0.031	0.005	0.0008
B 0.62	0.81	0.49	0.08	0.003	0.004	0.008	-
C 0.81	0.82	0.59	0.07	0.003	0.030	0.005	0.0007
D 0.97	0.52	0.45	0.08	0.003	0.027	0.005	0.0006
E 1.30	0.90	0.53	0.05	0.003	0.031	0.005	0.0007
F 0.84	1.23	0.53	0.04	0.004	0.030	0.005	0.0007
G 0.90	2.23	0.50	0.06	0.003	0.033	0.005	0.0006
H 0.88	0.83	0.10	0.05	0.003	0.031	0.006	0.0005
I 1.07	0.87	1.22	0.06	0.002	0.030	0.006	0.0005
J 0.92	0.79	0.73	0.05	0.002	0.032	0.005	0.0008 (Cr: 0.43)
K 0.87	0.78	0.51	0.05	0.003	0.029	0.005	0.0007 (Cr: 0.31)
L 0.85	0.80	0.50	0.06	0.002	0.030	0.006	0.0008 (Cr: 0.20)
M 0.92	0.87	0.71	0.05	0.003	0.035	0.008	0.0008 (Cr: 0.03)
N 0.88	0.89	0.68	0.04	0.002	0.029	0.010	0.0007 (Nb: 0.05)
O 0.87	0.84	0.70	0.07	0.003	0.030	0.012	0.0005 (V: 0.10)
P 0.85	0.85	0.75	0.05	0.002	0.030	0.011	0.0008 (W: 0.30)
Q 0.82	0.80	0.72	0.06	0.003	0.029	0.005	0.0008 (Ti: 0.02, B: 0.05)
R 0.82	0.73	0.50	0.05	0.002	0.030	0.003	0.0006 (Ti: 0.02, B: 0.014)
S 0.89	1.01	0.64	0.06	0.002	0.032	0.006	0.0007 (Cr: 0.95, Nb: 0.18)
T 0.34	0.19	0.70	0.05	0.003	0.033	0.003	0.0006 (Cr: 0.95, Nb: 0.18)

[0046] 得られた各種線材を用い、図11に示すM8×P1.25のタッピングボルトを作製し、温水破壊試験を行なった。温水破壊試験は、ボルトを熱中に浸漬後（15%HCl×30分）、水洗・乾燥して大気中で応力負荷（負荷応力は引張り強さの90%）し、100時間後の破断の有無で評価した。また切削フェライト、切削セメントタイト、ペニサイト、マルテンサイトまたはペーライト組織の分類を下記の方法で行ない、各組織の面積率を求めた。更に、ペーライトノジュールサイズを、下記の方法で測定した。このとき比較のために、焼入れ・焼戻しを行って10%硬さを保証したマルテンサイト組織にしたものについても温水破壊試験を行なった（後記表2のN○. 19）。

[0047] (各組織の分類方法) 線材の横断面を埋め込み、研磨後、5%のピクリン酸アルコール液に1～30秒間没入して腐食させた後、走査型電子顕微鏡(SEM)によってD/D(=Dは直径)部を組織観察した。1.000～3.000倍で5～10倍野場影し、ペーライト組織部分を確定した後、画像解析装置によって各組織の面積率を求めた。尚ペーライト組織と区別がつきにくい、ペニサイト組織や切削フェライト組織について(0050) [表2]

ナイド組織とし、図3(四面代用顕微鏡写真)に示す様な組織を切削フェライト組織と判断した。これらの組織の傾向として、切削フェライトと切削セメントタイトは、旧オーステナイト結晶粒界に沿って斜状に析出し、マルテンサイトは焼状に析出していた。

[0048] (ペーライトノジュールサイズの測定方法) 線材の横断面を埋め込み、研磨後、1～2%のナイタル液に2～10秒間没入した後、光学顕微鏡によつてD/D(=Dは直径)部を組織観察した。ペーライトノジュールの鉄鉱番号は、JIS G 0551またはJIS G 0552のオーステナイト結晶粒度またはフェライト結晶粒度と同じ単位(鉄鉱番号)で規定している。

[0049] 各種材の組織を平均冷却速度Vと共に下記表2に、温水破壊試験結果を伸縮条件および燃焼特牲と共に下記表3に示す。尚、平均冷却速度Vの適正な範囲(前記(1)式を満足する範囲)は、線径が1.4mmのときに4.12≤V≤7.16(°C/s)であり、線径が1.1mmのときに5.7.8≤V≤10.0.3(°C/s)である。

[0050] [表2]

供試鋼 No.	供試鋼 面積率(%)	切削セメントタイト 面積率(%)	ペニサイト 面積率(%)	バーライト 面積率(%)	ノジュール サイズ(%)	平均冷却速度 V(°C/s)	参考	
							面積率(%)	面積率(%)
1 A	31	0	0	0	99	7.9	5.1	比較例
2 C	30	0	13	11	99	8.6	4.1	比較例
3 C	12	5	0	0	92	6.1	6.2	実施例
4 B	18	0	0	0	93	6.1	6.7	実施例
5 D	12	5	0	0	93	6.1	6.6	比較例
6 E	0	36	0	0	95	8.3	8.5	比較例
7 E	0	0	0	0	100	8.5	8.6	実施例
8 F	6	0	0	0	90	8.7	8.7	参考例
9 G	4	5	0	0	91	8.7	8.7	実施例
10 H	10	0	0	0	90	8.7	8.7	比較例
11 I	0	0	11	25	64	8.2	8.5	比較例
12 J	2	7	0	0	91	8.1	8.4	実施例
13 K	5	0	0	0	96	9.3	8.5	実施例
14 L	1	0	0	0	91	8.9	8.7	実施例
15 M	16	4	0	0	93	9.2	8.6	実施例
16 N	7	0	0	0	91	8.8	8.6	実施例
17 O	10	0	0	0	90	8.9	8.5	実施例
18 P	14	0	0	0	86	10.9	8.7	実施例
19 Q	8	0	0	0	92	8.6	8.7	比較例
20 R	5	0	0	0	89	6.8	8.5	比較例
21 S	0	0	11	0	89	6.8	8.5	比較例
22 T	800°C×3分→0°C, 460°C×90分→WC (100%焼成マグナイト組成)	-	-	-	-	-	-	-

【表3】

## 【0051】

## 【0052】

## 【0053】

## 【0054】

## 【0055】

## 【0056】

## 【0057】

## 【0058】

## 【0059】

## 【0060】

## 【0061】

## 【0062】

## 【0063】

## 【0064】

## 【0065】

## 【0066】

## 【0067】

## 【0068】

## 【0069】

## 【0070】

## 【0071】

## 【0072】

## 【0073】

## 【0074】

## 【0075】

## 【0076】

## 【0077】

## 【0078】

## 【0079】

## 【0080】

## 【0081】

## 【0082】

## 【0083】

## 【0084】

## 【0085】

## 【0086】

## 【0087】

## 【0088】

## 【0089】

## 【0090】

## 【0091】

## 【0092】

## 【0093】

## 【0094】

## 【0095】

## 【0096】

## 【0097】

## 【0098】

## 【0099】

## 【0100】

## 【0101】

## 【0102】

## 【0103】

## 【0104】

## 【0105】

## 【0106】

## 【0107】

## 【0108】

## 【0109】

## 【0110】

## 【0111】

## 【0112】

## 【0113】

## 【0114】

## 【0115】

## 【0116】

## 【0117】

## 【0118】

## 【0119】

## 【0120】

## 【0121】

## 【0122】

## 【0123】

## 【0124】

## 【0125】

## 【0126】

## 【0127】

## 【0128】

## 【0129】

## 【0130】

## 【0131】

## 【0132】

## 【0133】

## 【0134】

## 【0135】

## 【0136】

## 【0137】

## 【0138】

## 【0139】

## 【0140】

## 【0141】

## 【0142】

## 【0143】

## 【0144】

## 【0145】

## 【0146】

## 【0147】

## 【0148】

## 【0149】

## 【0150】

## 【0151】

## 【0152】

## 【0153】

## 【0154】

## 【0155】

## 【0156】

## 【0157】

## 【0158】

## 【0159】

## 【0160】

## 【0161】

## 【0162】

## 【0163】

## 【0164】

## 【0165】

## 【0166】

## 【0167】

## 【0168】

## 【0169】

## 【0170】

## 【0171】

## 【0172】

## 【0173】

## 【0174】

## 【0175】

## 【0176】

## 【0177】

## 【0178】

## 【0179】

## 【0180】

## 【0181】

## 【0182】

## 【0183】

## 【0184】

## 【0185】

## 【0186】

## 【0187】

## 【0188】

## 【0189】

## 【0190】

## 【0191】

## 【0192】

## 【0193】

## 【0194】

## 【0195】

## 【0196】

## 【0197】

## 【0198】

## 【0199】

## 【0200】

## 【0201】

## 【0202】

## 【0203】

## 【0204】

## 【0205】

## 【0206】

## 【0207】

## 【0208】

## 【0209】

試験 No.	バチング・シング時 の初期温度 (℃)	初期温度 速度 (%)	初期フェライト 面積率 (%)	初期フェニケル 面積率 (%)	マルテンサイト 面積率 (%)	ペイナイト 面積率 (%)	パーライト 面積率 (%)	ノジュールガ イズ (hs)	備考
23	936	5.65	4	0	0	96	6.3	実施例	
24	1.050	6.00	0	5	9	0	86	6.1	比較例
25	7.60	6.00	35	0	0	65	9.5	○	実施例
26	9.30	6.65	27	0	0	73	8.2	○	実施例
27	9.35	8.00	0	22	6	73	8.3	○	比較例

【0054】得られた各種鋼材を用い、前記図1に示したM8×P1.25のスタッフドボルトを作製し、連れ破壊試験を実施例1と同様にして行なった。各鋼材の組織を前記表4と共に、連れ破壊は強度結果を伸縮条件および機械的特性と共に下記表5に夫々示す。

【0055】

【表5】

試験 No.	初期強度 (mm)	初期強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (mm)	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	伸び率 (%)	伸び率 (%)	耐過れ 破壊性	備考
23	1.1.0	1.208	7.06	1.560	5.9	良好	○	実施例
24	1.1.0	1.232	7.06	1.584	5.9	良好	×	比較例
25	1.1.0	1.181	7.06	1.533	5.9	良好	×	比較例
26	1.1.0	1.159	7.06	1.511	5.9	良好	×	比較例
27	1.1.0	1.255	7.06	1.600	耐過れ破壊できず	断続	—	比較例

【0056】実施例3 前記表1に示した供試鋼Cを用い、下記表6に示す圧延条件にて鍛造1:1mmφまで熱間圧延した。その後、

【0057】

【表6】

試験 No.	圧延終了温度 (℃)	圧延終了速度 (℃/秒)	余熱の冷却速度 (℃/秒)	保持時間 (秒)	放冷温度 (℃)	備考
28	930	30	575	0.2	250	526
29	935	25	675	0.8	250	475
30	930	30	570	0.1	800	490
31	1.050	35	570	0.2	250	比強例
32	750	20	570	0.2	260	比強例
33	930	3	570	0.2	250	比強例
34	930	20	800	0.2	250	比強例
35	930	30	500	0.2	250	比強例
36	930	30	575	1.2	250	比強例
37	930	30	570	0.2	160	640

【0058】得られた各種鋼材を用い、前記図1に示したM8×P1.25のスタッフドボルトを作製し、連れ破壊試験を実施例1と同様にして行なった。各鋼材の組織を下記表7に、連れ破壊試験結果を伸縮条件および強度

【0059】

【表7】

試験 No.	初期フェライト 面積率 (%)	初期フェニケル 面積率 (%)	マルテンサイト 面積率 (%)	ペイナイト 面積率 (%)	パーライト 面積率 (%)	ノジュールガ イズ (hs)	備考
28	7	0	10	0	90	9.3	8.5
29	1.1	0	0	0	98	8.3	実施例
30	6	0	0	0	94	8.4	実施例
31	0	0	10	0	90	6.8	比較例
32	4.2	0	0	0	58	9.8	比較例
33	4.6	0	0	0	64	8.2	比較例
34	2.8	0	0	0	72	8.2	比較例
35	0	0	32	10	68	8.4	比較例
36	0	0	20	17	63	8.3	比較例
37	0	0	11	32	67	8.2	比較例

の特性と共に下記表8に夫々示す。

【0060】

【表8】

試験 No.	初期強度 (mm)	初期強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (mm)	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	伸び率 (%)	伸び率 (%)	耐過れ 破壊性	備考
28	1.1.0	1.216	7.06	1.568	5.9	良好	○	実施例
29	1.1.0	1.220	7.06	1.672	6.9	良好	○	実施例
30	1.1.0	1.202	7.06	1.665	5.9	良好	○	実施例
31	1.1.0	1.232	7.06	1.682	5.9	良好	×	比較例
32	1.1.0	1.108	7.06	1.455	5.9	良好	×	比較例
33	1.1.0	1.133	7.06	1.486	5.9	良好	×	比較例
34	1.1.0	1.159	7.06	1.544	7.06	断続	—	比較例
35	1.1.0	1.233	7.06	1.660	7.06	断続	—	比較例
36	1.1.0	1.331	7.06	1.706	7.06	断続	—	比較例
37	1.1.0	1.331	7.06	1.706	7.06	断続	—	比較例

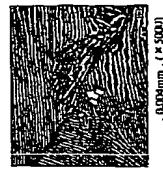
【0061】これらの結果から明らかな様に、本発明鋼の要件を満足するボルトは、引張り強度が1.200 N/mm<sup>2</sup>以上であっても、優れた耐過れ破壊性を有していることがわかる。

【0062】【図1】実施例にて連れ破壊試験に供したボルトの形状を示す概略説明図である。

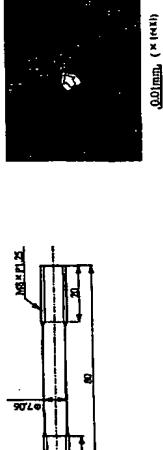
【0063】【図2】ヘイナイト組織を示す図面代用顯微鏡写真である。

【0064】【図3】切削フェライト組織を示す図面代用顯微鏡写真である。

【図1】



【図2】



【図3】

(5) Int. Cl. 6	F 1	機別記号
C 22 C	38/10	
	38/30	
F 16 B	35/00	
(7) 発明者 紫口 浩		
神戸市西区高麗台1丁目5番5号 株式会社		
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		